



## PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11) Publication number: **2002129281 A**(43) Date of publication of application: **09.05.02**

(51) Int. Cl.

**C22C 38/00****C21D 8/02****C22C 38/12****C22C 38/58**(21) Application number: **2000322415**(22) Date of filing: **23.10.00**(71) Applicant: **NIPPON STEEL CORP**(72) Inventor: **NAKAJIMA KIYOTAKA  
KOSEKI TADASHI  
ISHIKAWA TADASHI  
AIHARA SHUJI**

(54) **HIGH TENSILE STRENGTH STEEL FOR  
WELDING STRUCTURE EXCELLENT IN FATIGUE  
RESISTANCE IN WELD ZONE AND ITS  
PRODUCTION METHOD**

(57) Abstract:

**PROBLEM TO BE SOLVED:** To provide a high tensile strength steel sheet for a welding structure in which the crack resistance of the weld HAZ zone and the crack propagating resistance of the base metal part are improved, and the fatigue resistance of the weld zone are excellent and to provide its production method.

**SOLUTION:** This high tensile strength steel for a welding structure has a composition containing, by mass, 0.005 to 0.15% C, 0.01 to 1.6% Si, 0.5 to 2% Mn,  $\leq 0.01\%$

P,  $\leq 0.005\%$  S and one or two kinds of 0.05 to 0.3% Nb and 0.05 to 0.3% V, and the balance Fe with inevitable impurities and satisfying  $Ceq: \leq 0.55\%$  and  $Pcm: \leq 0.25\%$ , in which the microstructure of the weld HAZ zone contains upper bainite of  $>60\%$  by area fraction, the microstructure of the base metal contains ferrite of 15 to 80% by area fraction, the intensity of the texture of (200) in the face parallel to the rolling face in the central part of the sheet thickness measured by the X-ray diffraction of the ferrite is 2 to 15 by relative intensity ratio to a random sample, and the balance is composed of one or more kinds of structures selected from pearlite, bainite and martensite with the Vickers hardness of 250 to 700.

COPYRIGHT: (C)2002,JPO

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開2002-129281

(P2002-129281A)

(43) 公開日 平成14年5月9日(2002.5.9)

(51) Int.Cl. <sup>7</sup>	識別記号	F I	テームコード*(参考)
C 2 2 C 38/00	3 0 1	C 2 2 C 38/00	3 0 1 B 4 K 0 3 2
C 2 1 D 8/02		C 2 1 D 8/02	B
C 2 2 C 38/12		C 2 2 C 38/12	
38/58		38/58	

審査請求 未請求 請求項の数 7 O L (全 10 頁)

(21) 出願番号 特願2000-322415(P2000-322415)

(22) 出願日 平成12年10月23日(2000.10.23)

(71) 出願人 000006655

新日本製鐵株式会社

東京都千代田区大手町2丁目6番3号

(72) 発明者 中島 清孝

千葉県富津市新富20-1 新日本製鐵株式  
会社技術開発本部内

(72) 発明者 小関 正

千葉県富津市新富20-1 新日本製鐵株式  
会社技術開発本部内

(74) 代理人 100068423

弁理士 矢葺 知之 (外1名)

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 溶接部の疲労特性に優れた溶接構造用高張力鋼およびその製造方法

(57) 【要約】

【課題】 溶接部の疲労特性に優れた溶接構造用高張力鋼およびその製造方法の提供。

【解決手段】 質量%で、C:0.005~0.15%、Si:0.01~1.6%、Mn:0.5~2%、P:0.01%以下、S:0.005%以下と、さらにNb:0.05~0.3%、V:0.05~0.3%の1種又は2種を含有し、残部Fe及び不可避不純物からなり、Ceq:0.55%以下、Pcm:0.25%以下を満たし、溶接HAZ部のミクロ組織が上部ベイナイトを面積分率で60%超含有し、母材のミクロ組織がフェライトを面積分率で15~80%含有し、該フェライトのX線回折により測定した板厚中心部の圧延面に平行な面の(200)集合組織強度が、ランダム試料に対する相対強度比で2~15で、残部が、ピッカース硬さが250~700のパーライト、ベイナイト、マルテンサイトの1種又は2種以上の組織である溶接構造用高張力鋼。

## 【特許請求の範囲】

## 【請求項1】 質量%で、

C : 0.005~0.15%、

Si : 0.01~1.6%、

Mn : 0.5~2%、

P : 0.01%以下、

S : 0.005%以下を含有し、さらに Nb : 0.05~0.3%、V : 0.05~0.3%の1種または2種を含有し、残部 Fe および不可避不純物からなり、下記式で定義される Ceq と Pcm が、

Ceq : 0.55%以下、

Pcm : 0.25%以下を満たし、かつ、溶接 HAZ 部のミクロ組織が上部ベイナイトを面積分率で60%超含有し、さらに、母材のミクロ組織がフェライトを面積分率で15~80%含有し、そのフェライトのX線回折により測定した板厚中心部の圧延面に平行な面の(200)集合組織強度が、ランダム試料に対する相対強度比で2~15であり、残部が、ビッカース硬さが250~700のパーライト、ベイナイト、マルテンサイトの1種または2種以上の組織であることを特徴とする溶接部の疲労特性に優れた溶接構造用高張力鋼。

$$Ceq(\%) = C + Mn/6 + (Cu + Ni)/15 + (Cr + Mo + V)/5 + Nb/3$$

$$Pcm(\%) = C + Si/30 + (Mn + Cu + Cr)/20 + Ni/60 + Mo/15 + V/10 + 5B$$

## 【請求項2】 質量%で、

Cu : 0.1~2.5%、

Ni : 0.1~5%、

Cr : 0.1~1%、

Mo : 0.1~1.5%、

B : 0.0002~0.005%の1種または2種以上を、さらに含有することを特徴とする請求項1に記載の溶接部の疲労特性に優れた溶接構造用高張力鋼。

## 【請求項3】 質量%で、

Al : 0.001~0.05%、

Ti : 0.001~0.05%、

N : 0.001~0.008%の1種または2種以上を、さらに含有することを特徴とする請求項1または2に記載の溶接部の疲労特性に優れた溶接構造用高張力鋼。

## 【請求項4】 質量%で、

Ca : 0.0005~0.005%、

REM : 0.0005~0.005%の1種または2種を、さらに含有することを特徴とする請求項1乃至3のいずれか1項に記載の溶接部の疲労特性に優れた溶接構造用高張力鋼。

【請求項5】 請求項1乃至4のいずれか1項に記載の鋼成分を有する鋼片を Ac, 変態点以上1350℃以下の温度に加熱後、Ar, 変態点~1200℃のオーステナイト単相域で累積圧下率が10~80%で圧延した

後、圧延開始温度が Ar, 変態点以下、圧延終了温度が600℃以上のオーステナイト-フェライトの二相域で、累積圧下率が40~90%の仕上圧延することとを特徴とする、溶接部の疲労特性に優れた溶接構造用高張力鋼の製造方法。

【請求項6】 圧延終了後の鋼板を大気中放冷、あるいは、5~80℃/sの冷却速度で20~600℃まで加速冷却することとを特徴とする、請求項5に記載の溶接部の疲労特性に優れた溶接構造用高張力鋼の製造方法。

10 【請求項7】 冷却後に、300℃~Ac, 変態点の温度範囲で焼戻しすることとを特徴とする、請求項5または6に記載の溶接部の疲労特性に優れた溶接構造用高張力鋼の製造方法。

## 【発明の詳細な説明】

## 【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は溶接部の靱性と疲労強度の両方が必要とされる建築、造船、橋梁、建設機械、海洋構造物などの溶接構造部材に使用される溶接部の疲労特性に優れた溶接構造用高張力鋼およびその製造方法に係り、さらに詳しくは、引張強さが570MPa 級以上の溶接部の疲労特性に優れた溶接構造用高張力鋼およびその製造方法に関するものである。

## 【0002】

【従来の技術】溶接構造物の大型化と環境保全に対する要求の高まりに伴い、構造物部材は従来にも増した信頼性が要求されるようになってきている。溶接構造物で想定される破壊形態としては疲労破壊、脆性破壊、延性破壊などがあるが、これらのうち、最も頻度が高い破壊形態は、初期欠陥からの疲労破壊あるいは脆性破壊、さらには疲労破壊の後に続く脆性破壊である。最近の橋梁や大型タンカーにおける疲労き裂発生、海洋構造物における疲労き裂を発端とした倒壊など、疲労破壊が問題となった事例は少なくない。

【0003】これらの破壊形態は、構造物の設計上の配慮だけでは防止が困難であり、突然の構造物崩壊の原因となることが多く、構造物の安全確保の観点からはその防止が最も必要とされる破壊形態である。構造物の大型化に伴い、使用される鋼材の高強度化に対する要求も強くなっており、従来は普通鋼から引張強さが490MPa 級の高張力鋼が用いられていたものが、最近では引張強さが570MPa 級から780MPa 級の高張力鋼材の使用が増加しつつある。このように高強度化の傾向にあるが、鋼材の強度が高くなると、溶接構造物での疲労強度の確保は一層難しくなってくる。

【0004】これまでに、疲労強度向上に関する技術が多数提案されているが、そのほとんどは薄鋼板の母材、あるいはスポット溶接部の疲労強度向上に関するものである。例えば、特開昭61-96057号公報においては、母材のベイナイトの面積比率を5~60%とすることで疲労強度向上が図れることが開示されている。しか

し、これは薄鋼板母材の疲労強度向上に関するものであり、本発明が対象とする厚鋼板の突合せ溶接、または隅肉溶接などにおける溶接継手の疲労強度向上には効果がない。

【0005】また、これまでに、溶接部材の疲労強度支配要因と疲労強度改善に関する膨大な研究がなされているが、溶接部疲労強度の改善は、グラインダー研削、溶接ビード最終層を加熱・再溶融により止端部形状を整形するなどの溶接止端部形状改善による応力集中の軽減によるものなど、力学的要因による改善がほとんどであった（例えば、特開昭59-110490号公報、特開平1-301823号公報など）。また、溶接後熱処理による残留応力低減効果も従来からよく知られたものである。しかし、上記の技術では溶接後に特殊な施工をする必要があり、溶接ままで疲労強度を改善することができない。

【0006】溶接熱影響部のミクロ組織と疲労強度の関係は、これまでにほとんど明らかにされていないが、特開平5-345928号公報では、溶接HAZ組織の疲労強度は島状マルテンサイトの生成により向上することが開示されている。すなわち、硬質の島状マルテンサイトが溶接HAZ組織中に存在すると、一旦発生したミクロな疲労き裂は伝播を阻止または遅延され、実質的に疲労強度が上昇することが記載されている。しかし、島状マルテンサイトを生成するために、溶接後に溶接部をAc<sub>1</sub>～Ac<sub>3</sub>中間温度域に加熱後冷却する特殊な溶接後熱処理を施すものであり、溶接ままで疲労強度を向上させることはできない。

【0007】溶接部の疲労き裂発生・伝播のミクロ組織依存性に関する系統的な実験を実施した結果、特開平8-73983号公報では疲労き裂の発生・伝播を最も効果的に抑制する溶接HAZ組織はフェライトであることが明らかにされている。すなわち、炭素当量値（以下C<sub>eq</sub>）を限定し、溶接HAZフェライト組織分率を増加させることによって溶接部の疲労強度が向上することが開示されている。

【0008】しかし、C<sub>eq</sub>値を限定し溶接HAZフェライト分率を増加させることによって溶接部の疲労強度を向上させるものであるが、この方法は溶接構造用軟鋼板と引張強さが490MPa級高張力鋼板で溶接HAZ組織がフェライトの場合であり、溶接入熱が小さく冷却速度が速い場合や、570～780MPa級高張力鋼板で溶接HAZのミクロ組織がベイナイトやマルテンサイトとなる場合に対して特に改善を目指したものではない。

【0009】一方、570～780MPa級高張力鋼のように溶接HAZ組織がベイナイトとなる場合の疲労き裂発生の抑制は、高Nb添加とC<sub>eq</sub>の限定が有効であることが特開平7-15450号公報などに開示されている。すなわち、高Nb添加はNb炭化物の固溶あるいは析出強化によってラス境界を強化する効果があり、C<sub>eq</sub>

の限定はベイナイト全体を強化することによって溶接部の疲労強度が向上することが記載されている。

【0010】また、特開平5-148540号公報では、オーステナイト・フェライト2相域で圧延を行うことで、アスペクト比が4以上のフェライトを生成させ、板面に平行なセパレーションを生じさせることにより疲労き裂の伝播を抑制する技術が記載されている。しかし、両技術とも溶接HAZ部の疲労き裂の発生および母材部に突入した際の伝播の両方を抑制するものではなく、継手形状による適用限界があり、溶接構造物全体の疲労強度を向上させるものではない。

【0011】

【発明が解決しようとする課題】本発明は、応力集中度の低減や溶接残留応力の低減を実現するための付加的な溶接施工法による疲労強度向上ではなく、鋼材成分を制御することにより、良好な溶接性を維持しつつ、疲労強度が大幅に向上した、さらに詳しくは、溶接HAZ部のき裂発生寿命および母材部のき裂伝播寿命を向上し、溶接部の疲労特性に優れた溶接構造用高張力鋼板およびその製造方法を提供することを目的としている。

【0012】

【課題を解決するための手段】発明者らは570MPa級以上を中心とする高張力鋼の溶接HAZ組織を上部ベイナイト主体、さらに母材組織をフェライト主体で、残部が、パーライト、ベイナイト、マルテンサイトの1種または2種以上の組織にし、溶接部の疲労強度の向上を目的として詳細な検討を行った結果、高Nbあるいは高V添加とC<sub>eq</sub>およびP<sub>cm</sub>の限定が溶接HAZ部の疲労き裂発生寿命の向上に有効であり、フェライトとフェライトとの強度差が大きい第二相を適切なサイズ、量で分散させること、さらに特定の集合組織を同時に発達させることが母材部の疲労き裂伝播寿命の向上に有効であることを見出した。

【0013】本発明はかかる知見に基づいて完成されたもので、その要旨とするところは次の通りである。

(1) 質量%で、C: 0.005～0.15%、Si: 0.01～1.6%、Mn: 0.5～2%、P: 0.01%以下、S: 0.005%以下を含有し、さらにNb: 0.05～0.3%、V: 0.05～0.3%の1種または2種を含有し、残部Feおよび不可避不純物からなり、下記式で定義されるC<sub>eq</sub>とP<sub>cm</sub>が、C<sub>eq</sub>: 0.55%以下、P<sub>cm</sub>: 0.25%以下を満たし、かつ、溶接HAZ部のミクロ組織が上部ベイナイトを面積分率で60%超含有し、さらに、母材のミクロ組織がフェライトを面積分率で15～80%含有し、そのフェライトのX線回折により測定した板厚中心部の圧延面に平行な面の(200)集合組織強度が、ランダム試料に対する相対強度比で2～15であり、残部が、ビッカース硬さが250～700のパーライト、ベイナイト、マルテンサイトの1種または2種以上の組織であることを特徴とす

る溶接部の疲労特性に優れた溶接構造用高張力鋼。

$$C_{eq}(\%) = C + Mn/6 + (Cu + Ni)/15 + (Cr + Mo + V)/5 + Nb/3$$

$$P_{cm}(\%) = C + Si/30 + (Mn + Cu + Cr)/20 + Ni/60 + Mo/15 + V/10 + 5B$$

(2) 質量%で、Cu: 0.1~2.5%、Ni: 0.1~5%、Cr: 0.1~1%、Mo: 0.1~1.5%、B: 0.0002~0.005%の1種または2種以上を、さらに含有することを特徴とする前記(1)に記載の溶接部の疲労特性に優れた溶接構造用高張力鋼。

(3) 質量%で、Al: 0.001~0.05%、Ti: 0.001~0.05%、N: 0.001~0.008%の1種または2種以上を、さらに含有することを特徴とする前記(1)または(2)に記載の溶接部の疲労特性に優れた溶接構造用高張力鋼。

(4) 質量%で、Ca: 0.0005~0.005%、REM: 0.0005~0.005%の1種または2種を、さらに含有することを特徴とする前記(1)乃至(3)のいずれかに記載の溶接部の疲労特性に優れた溶接構造用高張力鋼。

【0014】(5) 前記(1)乃至(4)のいずれかに記載の鋼成分を有する鋼片をAc<sub>1</sub>、変態点以上1350℃以下の温度に加熱後、Ar<sub>1</sub>、変態点~1200℃のオーステナイト単相域で累積圧下率が10~80%で圧延した後、圧延開始温度がAr<sub>1</sub>、変態点以下、圧延終了温度が600℃以上のオーステナイト-フェライトの二相域で、累積圧下率が40~90%の仕上圧延することとを特徴とする、溶接部の疲労特性に優れた溶接構造用高張力鋼の製造方法。

(6) 圧延終了後の鋼板を大気中放冷、あるいは、5~80℃/sの冷却速度で20~600℃まで加速冷却することとを特徴とする、前記(5)に記載の溶接部の疲労特性に優れた溶接構造用高張力鋼の製造方法。

(7) 冷却後に、300℃~Ac<sub>1</sub>、変態点の温度範囲で焼戻しすることとを特徴とする、前記(5)または(6)に記載の溶接部の疲労特性に優れた溶接構造用高張力鋼の製造方法。

【0015】

【発明の実施の形態】疲労破壊は、き裂の発生と伝播から構成される。き裂発生寿命とき裂伝播寿命の合計が疲労破壊に至る全寿命となる。溶接部においては、き裂発生は最も応力集中が厳しい溶接止端部に一致する溶接HAZから発生する場合が多い。発生したき裂は、溶接HAZ内を伝播した後に母材部に突入し、さらに伝播を継続して最終部材の破断に至る。溶接部の疲労破壊寿命を向上させるためには、溶接HAZ内のき裂発生と母材の伝播を抑制することが必要である。これらのうちどちらか一方だけを抑制するよりも、両者を同時に抑制する方が、効果が大いことは明白である。

【0016】まず、溶接HAZ部の疲き裂発生抑制につ

いて説明する。本発明者らは、溶接HAZ組織を熱サイクル再現装置で再現し、応力集中部を設けた試験片を疲労試験に供し、溶接HAZの疲労強度に及ぼすミクロ組織の影響を系統的に調べた結果、高温変態組織ほど疲労限度比(疲労限/再現HAZ材の引張強さ)が高いという知見を得た。

【0017】引張強さが570MPa級以上鋼の溶接HAZ組織はベイナイト~マルテンサイト組織とならざるを得ないため、引張強さが490MPa級以下の鋼のような溶接HAZ組織をフェライト化することでの溶接HAZ疲労強度の向上は望めない。したがって、フェライトに次いで疲労限度比が高い上部ベイナイト主体組織とした上で、さらに疲労き裂の発生を抑制するために、Nb、Vの1種または2種の添加が有効である。溶接HAZが上部ベイナイト組織において、疲労き裂はラス界面から発生し、伝播するが、Nb、Vの1種または2種を適量添加すると、ラス界面への偏析、微細析出によりラス界面が強化されるため、溶接HAZ部の疲労き裂発生を著しく抑制することが可能である。さらに、C<sub>eq</sub>の限定

は、溶接HAZベイナイト組織全体を強化することによって、溶接部の疲労強度の向上に寄与する。

【0018】次に、母材の疲労き裂伝播抑制について説明する。集合組織を発達させるのは、疲労き裂の進展速度が結晶の方位依存性を有する知見に基づき、き裂を主経路からそらして、かつき裂の進展の遅い方位を適切に分布させるためである。き裂進展抵抗を大きくするための集合組織を調査した結果、X線回折により測定した板厚中心部の圧延面に平行な面の(200)集合組織強度が、ランダム試料に対する相対強度比でそれぞれ2~15とすることで母材部の疲労き裂伝播寿命が向上することを知見した。

【0019】さらに、き裂の進展経路に硬質相が存在すると、き裂の停留が生じ、き裂進展抵抗を増大させることが可能である。き裂の進展抵抗となるためには一定以上の強度を有する第二相が適量分布している必要がある。詳細な実験から、第二相の強度はビッカース硬さで250以上必要である。また、第二相としては介在物のように母材との間に隙間を生じやすいものではき裂進展抵抗に有効ではなく、韌性にも悪影響を及ぼすので好ましくない。

【0020】一方、炭窒化物のような微細析出物やセメントライトは小さすぎてき裂進展の障害になり難い。第二相としてはある程度延性、韌性を有することが好ましく、第二相はパーライト、ベイナイト、マルテンサイトの1種または2種以上の組織とした。

【0021】以上の基本思想に基づいて、各合金元素の範囲を限定した理由を以下に述べる。なお、以下%は質量%を意味するものとする。Cは、鋼の強度を向上させる有効な成分として含有するもので、0.005%未満では母材強度を確保するのが困難である。0.15%超

では母材および溶接部の靱性や耐溶接割れ性を低下させるので、0.005～0.15%とした。

【0022】Siは、強度確保のほか脱酸元素として必須の元素であり、ベイナイト中のフェライトを固溶強化してラス境界を強化させ疲労強度も向上する。その効果を得るためには0.01%以上の添加が必要で、1.6%を超えると逆にラス境界からき裂が発生しやすくなり、疲労強度が低下する。したがって、その量は0.01～1.6%とした。

【0023】Mnは、強度を高めるために必須の元素であるが0.5%未満では母材強度を確保できない。一方、2%を超えると溶接HAZ組織がマルテンサイト主体となって溶接部の疲労強度が低下するため、その量を0.5～2%とした。

【0024】Pは、鋼の靱性に影響を与える元素であり、0.01%を超えると母材だけでなく溶接HAZ部の靱性を著しく阻害するので、極力少ないほうが良く、その量を0.01%以下とした。

【0025】Sは、Pと同様に低いほど好ましく、0.005%を超えるとMnS析出が顕著となり、母材のHAZ靱性を阻害し、板厚方向の延性も低下させる。さらに、MnS介在物が多量に存在すると、これが疲労き裂の起点となり疲労強度のばらつきの原因となる。そのためその量を0.005%以下とした。

【0026】NbもしくはVは、本発明の成分として主たる元素の一つであり、ベイナイト中のラス境界にNbの微細な炭化物あるいは窒化物もしくはVの微細な炭化物あるいは窒化物が析出してラス境界を強化し溶接継手部の疲労強度が向上でき、Si添加が0.6%未満の場合でも疲労強度は十分に向上できる。その効果を得るには0.05%超が必要である。一方、0.3%を超えると析出物が粗大化し、それが起点となってき裂が発生しやすくなり、疲労強度とHAZ靱性が低下する。したがって、その添加量を0.05～0.3%とする。なお、NbとVは両方を同時にそれぞれ0.3%まで添加しても良いが、NbとVの合計が0.5%を超えると粗大な析出物が析出しやすくなるので、0.5%以下となるように添加することが好ましい。

【0027】以上が本発明における基本成分系であるが、さらに本発明においては上記成分の添加量と溶接熱影響部の焼入れ性となる硬化性Ceqと溶接性を考慮した低温割れ感受性Pcmとの間にCeq≤0.55%およびPcm≤0.25%を満たすことを重要な骨子としており、溶接性および溶接部の靱性と疲労強度を向上させるものである。

【0028】すなわち、Ceqは強度向上のために高いほどよいが、0.55%を超えるとベイナイトからマルテンサイト主体の組織になって溶接部の疲労強度が低下する。したがって上限値を0.55%とした。また、Pcmが0.25%を超えると低温割れを起こす可能性があ

り、溶接まで疲労強度を向上させることが困難になってくる。したがって上限値を0.25%とした。

【0029】選択的に添加するCu、Ni、Cr、Mo、Bは全て焼入れ性Ceqを高める元素であり、基本成分に1種あるいは2種以上含有することが効果的である。以下に、各元素の成分限定理由を述べる。

【0030】Cuは、靱性を低下させずに強度の上昇に有効な元素であるが、0.1%未満では効果がなく、2.5%を超えると銅片加熱時や溶接時に割れを生じやすくする。したがって、その量を0.1～2.5%とする。

【0031】Niは、靱性および強度の改善に有効な元素であり、その効果を得るためには0.1%以上の添加が必要であるが、5%以上の添加では溶接性が低下するばかりか、溶接HAZ組織はベイナイトからマルテンサイト主体の組織となって疲労強度を低下させる。したがって、その量を0.1～5%とした。

【0032】Crは、焼入れ性を高めて強度を確保する上で0.1%以上必要である。一方、1%を超えるとNiの同様の理由で好ましくない。したがって、その量を0.1～1%とした。

【0033】Moは、焼入れ性向上、強度向上、耐焼戻し脆化、再結晶抑制に有効な元素であり、その効果を得るためには0.1%以上の添加が必要であるが、1.5%を超えると靱性および溶接性が劣化する。したがって、その量を0.1～1.5%とした。

【0034】Bは、固溶状態でオーステナイト粒界に偏析することで、微量で焼入れ性を高めることが可能な元素であるが、粒界に偏析した状態では、オーステナイトの再結晶抑制にも有効である。焼入れ性、再結晶抑制に効果を発揮するためには0.0002%以上の添加が必要であるが、一方、0.005%を超える過剰の添加では、BN、Fe<sub>3</sub>(C、B)。等の粗大な析出物を生じて、靱性が劣化するため、0.0002～0.005%に限定する。

【0035】Alは、脱酸、オーステナイト粒径の細粒化等に有効な元素であり、効果を発揮するためには0.001%以上含有する必要がある。一方、0.05%を超えると、粗大な酸化物を形成して延性を極端に劣化させるとともに疲労き裂の起点の原因となるため、その量を0.001～0.05%とした。

【0036】Tiは、析出強化により母材強度向上に寄与するとともに、高温でも安定なTiNの形成により加熱オーステナイト粒径微細化にも有効な元素であり、効果を発揮するためには0.001%以上含有する必要がある。一方、0.05%を超えると、粗大な酸化物を形成して延性を極端に劣化させるとともに疲労き裂の起点の原因となるため、その量を0.001～0.05%とした。

【0037】Nは、AlやTiと化合してオーステナイ

ト粒微細化に有効に働くため、微量であれば機械的性質向上に寄与する。また、工業的に鋼中のNを完全に除去することは不可能であり、必要以上に低減することは製造工程に過大な負荷をかけるため好ましくない。そのため工業的に制御が可能で、製造工程への負荷が許容できる範囲として下限を0.001%とする。過剰に含有すると、固溶Nが増加し、延性や韌性に悪影響を及ぼす可能性があるため、許容できる範囲として上限を0.008%とした。

【0038】また、さらに、延性の向上、継手韌性の向上のために、必要に応じて、Ca、REMの1種または2種以上を含有することができる。Ca、REMはいずれも硫化物の熱間圧延中の展伸を抑制して延性特性向上に有効である。酸化物を微細化させて継手韌性の向上にも有効に働く。Ca、REMともに0.0005%未満では、この効果が得られないので下限値を0.0005%とした。逆に、0.005%を超えると、硫化物や酸化物の粗大化を生じ、延性、韌性の劣化を招くため、その上限値を0.005%とした。

【0039】次に、母材の疲労き裂伝播抑制のために必要な限定を述べる。上記の通り、X線回折により測定した板厚中心部の圧延面に平行な面の(200)集合組織強度が、ランダム試料に対する相対強度比で2~15にしなければならない。2未満では集合組織の発達が不十分で、伝播抑制効果が少ない。逆に、15を超えると低温で強圧延を実施する必要がある、実質上厚板圧延が不可能になるので、上限を15とした。

【0040】フェライト体積分率を15~80%としたのは、15%未満では、上記した集合組織導入による伝播抑制効果が少ないことから、15%を下限とした。また、80%を超えると上記したき裂進展抵抗となる硬質相の効果が少なくなるので、これを上限とした。

【0041】次に、本発明の高張力鋼板製造方法における製造条件の限定理由を述べる。熱間圧延に先立ち、鋼塊を100%オーステナイト化する必要がある、このためには鋼塊の温度をAc、変態点以上に加熱する必要がある。しかし、1350℃を超えて加熱すると、オーステナイト粒が著しく粗大化し、圧延後に細粒フェライトが得られなくなるので、加熱温度の上限は1350℃とする。

【0042】引き続き熱間圧延をAr、変態点~1200℃の温度域に限定したのは、オーステナイト単相域での圧延を施すことによって、変態温度の高温化と変態組織の微細化が図られ、二相域圧延において細粒フェライトが得られるからである。累積圧下率10%ではこの効果は少なく、また、80%を超えると、引き続き二相域圧延での圧下を確保できなくなる。したがって上限を80%とした。この場合、オーステナイト域で制御圧延を施し、二相域圧延の前にオーステナイト粒をさらに微細化しておく方が好ましい。

【0043】本発明では板厚方向の(200)回折強度比を上昇させることが必要であり、このためにAr、変態点以下における仕上圧延が極めて重要な役割を果たし、本発明で必須の工程である。板厚方向の(200)回折強度比を上昇させる観点だけからは圧延温度は低いほうが望ましいが、低温ほど変形抵抗が上昇するので圧延荷重が上昇し、圧延が困難である。また、600℃以下になると、本発明の組織要件であるビッカース硬さが250~700のパーライト、ベイナイト、マルテンサイトの1種または2種以上の組織の生成させることができなくなる。したがって、圧延終了温度を600℃以上とした。

【0044】前記(6)に記載の2相域圧延後の冷却方法としては、所望の強度、韌性レベルに応じて、そのまま放冷しても、また5~80℃/sの冷却速度で20~600℃まで加速冷却しても良い。加速冷却する場合の冷却速度を5~80℃/sに限定したのは、5℃/s未満では加速冷却による組織の変化が明確でなく、確実な強度、韌性の向上が期待できないためであり、80℃/s超では表層と内部との組織あるいは特性の差が大きく生じて好ましくないためである。また、加速冷却は鋼板の所望の強度、韌性レベルに応じて20~600℃で停止する。加速冷却の停止温度を20℃未満とすることは材質を制御する上でなんら効果がなく、単に製造コストの上昇を招くだけで意味がない。逆に加速冷却を600℃超で停止すると、加速冷却による強度向上や韌性向上効果が明確に生ぜず、これも加速冷却を施す意味がない。

【0045】前記(7)に記載の圧延・冷却後に引き続き実施する焼戻し処理は、回復による母材組織の韌性向上を目的としたものであるから、加熱温度は逆変態が生じない温度域であるAc、以下でなければならない。回復は転位の消滅・合体により格子欠陥密度を減少させるものであり、これを実現させるためには300℃以上に加熱することが必要であるため、下限を300℃とした。

【0046】また、Cu、Mo、Nb、V、Bの析出元素を含有している場合は、熱処理で微細析出物を生成させることにより母材強度を向上させることができる。なお、析出硬化を最も有効に作用させるための加熱温度は析出硬化元素にも依存するが、400~600℃の範囲が好ましい。

【0047】

【実施例】以下に、本発明の実施例を述べる。実施例に用いた供試鋼の化学成分を表1に示す。各供試鋼は造塊後、分塊圧延により、あるいは連続鍛造により鋼片としたものである。表1の鋼番1~15は本発明の化学組成範囲を満足しており、鋼番16~21は本発明の化学組成範囲を満足していない。表1の化学成分の鋼片を表2に示す条件により鋼板に製造した。試験No. A1~A

12

\* 示す3点曲げ疲労試験片を採取し、繰返し最大荷重と最小荷重の比が0.1の条件で疲労試験を実施した。表3に疲労試験結果、および溶接HAZ、母材組織状態、板厚中心部の(200)回折強度比もあわせて示す。溶接継手疲労強度は106回疲労強度、および疲労限を指標として比較した。

【 0 0 4 9 】

【表 1】

区 分	例 番	C	Si	Mn	P	S	Nb	V	Cu	Ni	Cr	Mo	B	Al	Ti	N	Ca	REM	Ceq	Pcm
本 発 明	1	0.005	0.28	1.71	0.005	0.004	0.09	0.06			0.42	0.41	0.0003	0.009	0.009	0.0020			0.50	0.16
	2	0.01	0.26	1.60	0.006	0.003	0.12		0.31	0.30	0.21	0.20	0.0016	0.031	0.014	0.0030			0.44	0.15
	3	0.02	0.55	1.35	0.006	0.002		0.09	1.50	1.20				0.031	0.022	0.0032		0.0033	0.44	0.21
	4	0.02	0.13	1.91	0.005	0.003	0.06		0.26	0.18				0.024	0.011	0.0025	0.0023		0.39	0.14
	5	0.03	0.66	0.82	0.005	0.004	0.15					1.12			0.003	0.0032			0.44	0.17
比 較 例	6	0.03	1.20	0.68	0.005	0.003		0.12		4.80			0.0022	0.029	0.024	0.0063	0.0009	0.0008	0.49	0.21
	7	0.04	0.16	1.44	0.005	0.002	0.11				0.20	0.20		0.023	0.007	0.0030	0.0014		0.40	0.14
	8	0.04	0.21	1.35	0.004	0.004	0.09				0.21	0.19		0.018	0.009	0.0031			0.38	0.14
	9	0.05	0.26	1.39	0.004	0.003	0.10				0.21	0.20		0.030	0.010	0.0030			0.40	0.15
	10	0.05	0.20	1.20	0.007	0.004	0.19			1.31				0.022	0.024	0.0020			0.40	0.14
比 較 例	11	0.05	1.50	1.55	0.005	0.004		0.15			0.32	0.18		0.024	0.013	0.0028		0.0010	0.44	0.22
	12	0.06	0.15	0.93	0.002	0.003	0.12		0.45	3.15		0.24		0.025	0.014	0.0062			0.54	0.20
	13	0.06	0.25	1.32	0.004	0.003	0.10	0.04	0.98	0.99	0.15	0.15		0.040		0.0013		0.51	0.22	
	14	0.12	0.33	0.75	0.005	0.004	0.06			0.51	0.52			0.044		0.0020		0.40	0.20	
	15	0.14	0.08	1.52	0.004	0.004	0.08		0.25					0.038		0.0051		0.47	0.24	
比 較 例	16	0.01	0.33	1.44	0.005	0.005		0.03	0.25	0.26	0.31	0.25	0.0015	0.033	0.020	0.0022		0.40	0.15	
	17	0.05	0.25	1.40	0.005	0.003	0.03				0.21	0.20		0.029	0.010	0.0029		0.38	0.15	
	18	0.07	1.20	1.22	0.009	0.005	0.01		0.02	0.25	0.32			0.015	0.011	0.0044		0.0012	0.36	0.20
	19	0.09	0.31	1.55	0.025	0.005	0.01							0.003		0.0012	0.0004		0.35	0.18
	20	0.10	0.43	1.22	0.012	0.006	0.02			0.01	0.01	0.25			0.009	0.0011		0.0004	0.36	0.19
比 較 例	21	0.12	0.26	0.84	0.005	0.003		0.04	0.21	1.01	0.51			0.0010	0.040	0.0013			0.45	0.23
	22	0.12	0.26	1.05	0.004	0.003			0.04	0.21	1.00	0.51	0.40	0.0009	0.030	0.0013			0.57	0.27
	23	0.13	0.25	0.84	0.005	0.003			0.04	0.20	0.50			0.0009	0.040	0.0013			0.39	0.22
	24	0.14	0.23	1.39	0.020	0.003								0.026					0.37	0.22
	25	0.25	0.38	1.33	0.011	0.003								0.037		0.0042			0.47	0.33



\* \* [表2]

試験 No	銅片厚 (mm)	加熱温度 (°C)	昇圧条件			仕上圧条件			仕上板厚 (mm)	冷却開始 温度(°C)	冷却速度 (°C/sec)	冷却停止 温度(°C)	焼戻し 温度 (°C)	機械的性質		
			開始温度 (°C)	昇圧下率 (%)	昇圧速度 (°C/min)	A <sub>1</sub> 変態点 (°C)*	昇圧下率 (%)	降伏応力 (MPa)						引張強さ (MPa)	伸び(%)	
本 発 明	A1 1	240	1150	63	1050	720	758	67	30	710	25	<100	550	684	838	28
	A2 2	200	1300	70	1200	700	745	67	20	690	0.6(空冷)	-	-	578	634	25
	A3 4	200	1300	55	1100	680	721	78	20	720	0.6(空冷)	-	-	566	658	28
	A4 5	200	1250	70	1150	730	850	58	25	710	10	550	-	511	645	28
	A5 7	240	1250	63	1150	700	759	78	20	690	20	<100	-	545	684	32
例	A6 9	200	1250	70	1150	720	761	67	20	700	10	<100	560	629	679	28
	A7 10	200	1100	60	1000	700	724	75	20	680	20	480	-	547	680	27
	A8 11	240	1340	63	1240	750	777	72	25	720	20	<100	600	529	654	26
	A9 13	240	1200	60	1100	680	705	79	20	660	25	<100	580	680	890	25
	A10 15	240	1200	67	1000	680	711	69	25	660	25	500	-	658	823	35
比 較 例	A11 18	200	1200	60	1100	750	714	69	25	740	5	<100	-	601	649	33
	A12 19	200	1250	55	1150	700	734	72	25	680	10	500	-	600	675	32
	A13 20	200	1150	53	1050	750	763	68	30	730	0.6(空冷)	-	-	521	648	28
	B1 3	240	1050	67	1000	850	707	69	25	830	20	<100	600	538	622	32
	B2 6	200	1100	60	1000	840	666	63	30	820	25	<100	600	639	888	29
例	B3 8	240	1150	71	1100	850	768	64	25	840	25	550	-	588	653	32
	B4 12	200	1050	50	1000	830	659	75	25	800	0.6(空冷)	-	-	609	868	25
	B5 14	200	1150	58	1100	900	746	76	20	880	10	<100	580	600	688	32
	B6 16	200	1050	63	1000	850	759	73	20	830	20	<100	600	598	691	38
	B7 17	240	1200	73	1100	810	760	69	20	800	25	<100	580	541	653	25
例	B8 21	240	1300	67	1200	900	716	75	20	880	15	<100	580	638	838	29
	B9 22	240	1200	65	1100	880	714	76	20	860	20	520	-	648	878	30
	B10 23	240	1100	60	1000	850	749	79	20	830	25	490	-	629	868	31
	B11 24	240	1200	75	1100	860	724	67	20	840	0.6(空冷)	-	-	555	623	30
	B12 25	200	1050	63	1000	850	688	67	25	830	0.6(空冷)	-	-	612	854	29

※化性組成からの推定値

\*化学組成からの推定値

区分	試験No	鋼番	HAZ組織		母材組織		板厚中心 集合組織 (200) 回折強度比	疲労特性	
			上部ベイナイト 面積率(%)	フェライト 面積率(%)	第二相形態*	第二相 ビッカース硬さ		10 <sup>6</sup> 回疲労 強度(MPa)	疲労限 (MPa)
本 発 明 鋼	A1	1	65	35	P+B	420	3.2	381	377
	A2	2	79	65	P	280	3.8	378	372
	A3	4	78	71	P	300	4.7	373	371
	A4	5	84	67	B	450	3.4	392	388
	A5	7	85	70	B	410	6.5	405	395
	A6	9	75	70	B	465	2.8	380	377
	A7	10	78	71	B+M	488	3.9	393	387
	A8	11	84	69	M	550	4.8	377	374
	A9	13	68	17	B+M	510	5.9	382	376
	A10	15	81	46	M	525	3.1	380	374
比 較 例	A11	18	71	58	P+B	335	2.8	321	315
	A12	19	62	72	P+B	405	3.5	328	320
	A13	20	58	65	P	320	2.7	318	313
	B1	3	83	48	B+M	442	1.3	325	320
	B2	6	89	30	M	560	1.3	321	314
	B3	8	72	35	B	470	1.1	331	326
	B4	12	88	40	P	260	1.4	329	324
	B5	14	79	45	B	400	1.3	326	319
	B6	16	68	45	B	430	1.5	315	310
	B7	17	72	40	B+M	478	1.8	311	305
	B8	21	69	25	B+M	460	1.3	254	236
	B9	22	33	0	B+M	470	1.6	225	217
	B10	23	65	45	B	445	1.2	222	214
	B11	24	73	37	P	310	1.1	218	209
	B12	25	79	21	P	298	1.2	201	188

\*P:パーライト B:ベイナイト M:マルテンサイト

【0052】試験No. A1～A10はいずれも本発明の化学組成の鋼片を本発明の要件に従って、製造した鋼材であり、組織要件も満足しており、優れた疲労特性を有している。一方、試験No. A11～13は、本発明の製造要件は満足しているが、化学組成の限定範囲が外れているため、母材の疲労き裂の進展は遅延するが、溶接HAZ内の疲労き裂の発生抑制効果がないので、本発明鋼に比べて疲労特性は劣っている。

【0053】また、No. B1～B5は、本発明の化学組成の限定範囲は満足しているが、製造要件が外れているため、溶接HAZ内の疲労き裂発生を抑制しても、母材の疲労き裂進展を遅延できないので、本発明鋼に比べて疲労特性は劣る。さらに、試験No. B6～B12については、化学組成、製造法ともに本発明の限定範囲を\*

\*満たしてないため、本発明鋼に比べて疲労特性は顕著に劣化する。

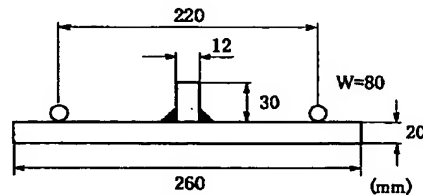
【0054】

【発明の効果】以上説明したように、本発明鋼は、引張強さ570MPa級以上の高張力溶接構造用鋼板において、溶接HAZおよび母材の組織制御によって、付加的溶接による応力集中低減などによらず溶接継手の疲労強度を大幅に向上することが可能であり、本発明鋼を用いることにより溶接構造物の疲労破壊に対する信頼性を向上させることが可能である。

【図面の簡単な説明】

【図1】図1は、実施例においてT字隅肉溶接継手から作製した3点曲げ疲労試験片形状を示したものである。

【図1】



## フロントページの続き

(72)発明者 石川 忠  
千葉県富津市新富20-1 新日本製鐵株式  
会社技術開発本部内  
(72)発明者 粟飯原 周二  
千葉県富津市新富20-1 新日本製鐵株式  
会社技術開発本部内

F ターム(参考) 4K032 AA01 AA02 AA04 AA05 AA08  
AA11 AA14 AA15 AA16 AA19  
AA20 AA21 AA22 AA23 AA24  
AA27 AA29 AA31 AA32 AA35  
AA36 AA40 BA01 CA02 CA03  
CB01 CB02 CC02 CC03 CD02  
CD03 CD05 CF01